

60176973

DERWENT-ACC-NO: 1985-265778

DERWENT-WEEK: 198543

COPYRIGHT 2007 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Ultra high pressure sintered **cubic boron nitride** - used for cutting tools, contg. titanium, carbide, titanium nitride, **aluminium oxide** and titanium aluminium nitride

----- KWIC -----

Basic Abstract Text - ABTX (1):

Cubic boron nitride powder having not larger than 10 microns of mean particle size, titanium carbide powder having not larger than 0.2 microns of mean particle size, titanium nitride powder of not larger than 1 micron of mean particle size, **aluminium oxide** powder having not larger than 0.2 microns of mean particle size and Ti₂AlN powder (formed by the reaction of titanium nitride and intermetallic cpd. of Ti-Al) are prepd..

Basic Abstract Text - ABTX (2):

A compsn. comprising 20-80 vol.% of **cubic BN**, 5-50 vol.% of TiC vol.% of **Al₂O₃** and 5-20 vol.% of Ti₂AlN, is shaped by pressing. The shaped body is subjected to preliminary sintering in vacuum lower than 10 power -2 torr of press. at 1200-1400 deg.C. for 5-60 mins., then it is sintered at 1200-1500 deg.C. under 40-70 KB of press. for 5-60 mins..

Basic Abstract Text - ABTX (3):

Ultrafine **Al₂O₃** powder having not larger than 0.2 microns of mean particle size prepd. by high temp. hydrolysis of anhydrous aluminium chloride are used.

Basic Abstract Text - ABTX (4):

USE/ADVANTAGE - Sintered body of **cubic boron nitride** having high density, high abrasion-resistance and high tenacity, is useful for mfg. cutting tools.

/0

Title - TIX (1):

Ultra high pressure sintered **cubic boron nitride** - used for cutting tools, contg. titanium, carbide, titanium nitride, **aluminium oxide** and titanium aluminium nitride

Standard Title Terms - TTX (1):

ULTRA HIGH PRESSURE SINTER CUBE BORON NITRIDE CUT TOOL CONTAIN TITANIUM CARBIDE TITANIUM NITRIDE **ALUMINIUM OXIDE** TITANIUM ALUMINIUM NITRIDE

⑫ 公開特許公報(A) 昭60-176973

⑤ Int. Cl.⁴ 識別記号 庁内整理番号 ③ 公開 昭和60年(1985)9月11日
 C 04 B 35/58 1 0 3 7158-4G
 35/10 7412-4G
 35/56 7158-4G
 35/58 1 0 1 7158-4G 審査請求 未請求 発明の数 1 (全7頁)

④ 発明の名称 切削工具用立方晶窒化硼素基超高压焼結材料の製造法

② 特 願 昭59-31958

② 出 願 昭59(1984)2月22日

⑦ 発 明 者 三 輪 紀 章 岐阜県安八郡神戸町大字末守664番地
 ⑦ 発 明 者 粥 川 正 実 岐阜県安八郡神戸町大字末守337番地の9
 ⑦ 発 明 者 室 井 文 彦 大垣市林町7丁目615番地の1
 ⑦ 出 願 人 三菱金属株式会社 東京都千代田区大手町1丁目5番2号
 ⑦ 代 理 人 弁理士 富田 和夫 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

切削工具用立方晶窒化硼素基超高压焼結
材料の製造法

2. 特許請求の範囲

(1) 原料粉末として、平均粒径： $1.0\mu\text{m}$ 以下の立方晶窒化硼素粉末、同 $0.2\mu\text{m}$ 以下の超微粒炭化チタン粉末、同 $1\mu\text{m}$ 以下の窒化チタン粉末、同 $0.2\mu\text{m}$ 以下の超微粒酸化アルミニウム粉末、および $1\mu\text{m}$ 以下の平均粒径を有し、窒化チタンと、 $\text{Ti}-\text{Al}$ の金属間化合物とを反応させることにより生成させた焼結助剤としての Ti_2AlN 粉末を用意し、

これら原料粉末を、容積%で、

立方晶窒化硼素：20～80%、

炭化チタン、または炭化チタンと窒化チタン(ただし窒化チタン/(炭化チタン+窒化チタン)＝

0.05～0.5、容積比)：5～50%、

酸化アルミニウム：10～70%、

Ti_2AlN ：5～20%、

からなる配合組成に配合し、

この配合粉末を混合した後、プレス成形にて圧粉体に成形し、

ついで、この圧粉体に、 10^{-2} torr 以下の真空中、温度： $1200\sim 1400^\circ\text{C}$ 、保持時間： $5\sim 60$ 分の条件で予備焼結を施すことによつて、 Ti_2AlN の分解により生成した TiN と超微粒炭化チタンとを反応させて耐熱特性のすぐれた微細な炭窒化チタンを形成すると共に、この超微粒炭窒化チタンと超微粒酸化アルミニウムとが強固に絡み合った高強度および高靱性を有し、かつマイクロボイドのきわめて少ないスケルトン組織を形成し、

引続いて、この予備焼結体に、温度： $1200\sim 1500^\circ\text{C}$ 、圧力： $40\sim 70\text{Kb}$ 、保持時間： $5\sim 60$ 分の立方晶窒化硼素の安定な温度-圧力条件で超高压焼結を施して真密度とすることを特徴とするすぐれた耐摩耗性および高靱性を有する切削

工具用立方晶窒化硼炭素基超高压焼結材料の製造法。

(2) 化学気相蒸着法により製造された平均粒径： $0.05 \sim 0.1 \mu\text{m}$ を有する超微粒炭化チタン粉末を原料粉末として使用することを特徴とする特許請求の範囲第(1)項記載の切削工具用立方晶窒化硼炭素基超高压焼結材料の製造法。

(3) 無水塩化アルミニウムを高温加水分解することにより製造された平均粒径： $0.2 \mu\text{m}$ 以下を有し、かつ結晶構造が主として γ 構造で、一部が δ 構造よりなる超微粒酸化アルミニウム粉末を原料粉末として使用することを特徴とする特許請求の範囲第(1)項記載の切削工具用立方晶窒化硼炭素基超高压焼結材料の製造法。

3. 発明の詳細な説明

この発明は、すぐれた耐摩耗性と高靱性、さらに真密度を有し、特にこれらの特性が要求される高硬度鋼や表面部の硬さ勾配が急激な炭焼入れ鋼などの切削に切削工具として用いた場合にすぐれた切削性能を示す立方晶窒化硼炭素（以下CBN

で示す）基超高压焼結材料の製造法に関するものである。

先に同一出願人は、特願昭53-100932号（特開昭55-31517号）として、

周期律表の4a, 5a, および6a族金属の炭化物、窒化物、炭窒化物、炭酸化物、または炭窒酸化物からなる高融点化合物： $5 \sim 50\%$ 、

酸化アルミニウム（以下 Al_2O_3 で示す）： $10 \sim 70\%$ 、

CBNおよび不可避不純物： $25 \sim 85\%$ 、からなる組成（以上容量 $\%$ 、以下 $\%$ は容量 $\%$ を示す）を有し、特に高硬度鋼やNi基耐熱合金などの切削に切削工具として用いた場合にすぐれた切削性能を発揮するCBN基超高压焼結材料を特許出願した。

確かに、上記の先行発明のCBN基超高压焼結材料は、通常の条件での切削に際してはすぐれた切削性能を示すものの、生産性向上をはかる目的で、例えば高硬度鋼を深切り込み、あるいは高送り切削する際に見られるような切削工具に相対的

に過大な切削抵抗（殊に背分力）が加わる場合や、より耐熱特性が要求される場合、さらに被削材の表面部の硬さ勾配が急激な炭焼入れ鋼などを切削する場合には、強度および靱性不足が原因して所望の安定した切削性能を示さず、必ずしも信頼性の高いものではなかつた。

そこで、本発明者等は、上記先行発明のCBN基超高压焼結材料に着目し、これに高強度と高靱性を付与すべく研究を行なつた結果、

原料粉末として、平均粒径： $10 \mu\text{m}$ 以下のCBN粉末、同 $0.2 \mu\text{m}$ 以下の超微粒炭化チタン（以下TiCで示す）粉末、同 $1 \mu\text{m}$ 以下の窒化チタン（以下TiNで示す）粉末、同 $0.2 \mu\text{m}$ 以下の超微粒 Al_2O_3 粉末、および同 $1 \mu\text{m}$ 以下の Ti_2AlN 粉末を用意し、これら原料粉末を、

CBN： $20 \sim 80\%$ 、

TiC、またはTiC + TiN（ただし、容量比で、 $\text{TiN} / (\text{TiC} + \text{TiN}) = 0.05 \sim 0.5$)： $5 \sim 50\%$ 、

Al_2O_3 ： $10 \sim 70\%$ 、

Ti_2AlN ： $5 \sim 20\%$ 、

からなる配合組成に配合し、この配合粉末を混合した後、プレス成形にて圧粉体に成形し、

ついで、この圧粉体に、 10^{-2} torr以下の真空中、温度： $1200 \sim 1400^\circ\text{C}$ 、保持時間： $5 \sim 60$ 分の条件で予備焼結を施すと、この予備焼結時に、 Ti_2AlN が焼結助剤として働き、これより分解生成したTiNが超微粒TiCと反応して活性に富んだ超微粒炭窒化チタン（以下TiCNで示す）を形成し、一方、通常結晶構造が主として γ 構造で、その一部が δ 構造よりなる超微粒 Al_2O_3 が α 構造に結晶変態し、粒子再配列による緻密化過程を経て、著しく沾性化したものとなることから、この結果得られた予備焼結体は、前記沾性化した超微粒TiCNと α - Al_2O_3 の間で、堅固に絡み合つて強固に結合し、かつマイクロボイドのきわめて少ない高密度にして高強度の三次元スケルトン組織を形成するようになるので焼結材料の耐熱特性が一段と向上するようになり、

引続いて、この予備焼結体に、超高压装置を用い、CBNの安定な温度-圧力条件、すなわち温

度：1200～1500℃、圧力：40～70KB、保持時間：5～60分の条件で超高圧焼結を施すと、耐摩耗性にすぐれ、かつ高強度および高靱性を有する真密度の焼結材料が得られるようになるという知見を得たのである。

この発明は、上記知見にもとづいてなされたものであつて、以下に製造条件を上記の通りに限定した理由を説明する。

A. 原料粉末の平均粒径

(1) CBN粉末

CBN粉末の平均粒径が10μmを超えると、比表面積が少なくなることにより原因してCBN相と、活性化した超微粒TiCNおよび超微粒Al₂O₃とが強固に結合して形成されたスケルトン組織からなる結合相との間でのつきまわりが不十分になり、この結果十分な界面強度が得られず、切削時にCBN粒子の脱落によるチップング等の損傷が発生しやすくなることから、CBN粉末の平均粒径を10μm以下とした。

(2) 超微粒TiC粉末

強固な予備焼結体を製造するのに、前記超微粒TiCNと共に不可欠の成分であるが、その平均粒径が0.2μmを超えると、マイクロボイドが形成しやすくなるばかりでなく、スケルトン構造の形成も不十分となつて、所望の高靱性および高強度を有する予備焼結体の製造が困難になることから、その平均粒径が0.2μmを超えてはならない。なお、市販の無水塩化アルミニウムより高温加水分解法によつて製造したAl₂O₃粉末は、0.2μm以下の平均粒径を有し、かつ結晶構造が主としてγ構造からなり、その一部がδ構造からなるもので構成されているので、原料粉末として理想的である。

(4) Ti₂AlN粉末

Ti₂AlN粉末は、Tiの窒化物とTi-Al金属間化合物を原料とし、これを真空中あるいは不活性ガス中で加熱反応させることにより製造されるものであり、上記のように予備焼結時に、焼結助剤として作用し、CBN間でTiCN-Al₂O₃の三次元スケルトン組織を形成するのに不可欠の原料粉末で

上記の通り、超微粒TiCは、予備焼結に際して焼結助剤であるTi₂AlNと反応し、より耐熱特性にすぐれ、かつ活性化した超微粒TiCNを形成する成分であり、この反応を完全に行なわしめるためには、その平均粒径を0.2μm以下、望ましくは0.05～0.1μmにする必要がある。すなわち超微粒TiCの平均粒径が0.2μmを超えると、前記の反応が不十分となり、未反応のTiCが残存するようになつて、材料が高温で安定した切削強度を示さなくなるのである。なお、超微粒TiC粉末としては化学気相蒸着法により製造したものを使用するのがよい。

(3) 超微粒Al₂O₃粉末

超微粒Al₂O₃は、上記の通り通常結晶構造が主としてγ構造で、その一部がδ構造よりなるが、予備焼結時に、α結晶構造に変態し、粒子再配列による緻密化過程を経て、活性化したものとなり、この活性化した超微粒Al₂O₃と同じく活性化した超微粒TiCNとが強固に結合したスケルトン組織を形成し、マイクロボイドの少ない高密度にして

あるが、その平均粒径が1μmを超えると、相対的に表面積の減少をきたし、上記の分解反応が緩慢になり、粒子間相互の結合が強固にして高密度のスケルトン組織を形成することが困難になることから、その平均粒径を1μm以下と定めた。

(5) TiN粉末

超微粒TiC粉末の一部を、TiN自体のもつすぐれた高温安定性を生かすため、必要に応じてTiN粉末で置換した場合、前記の超微粒TiCNと超微粒Al₂O₃とが強固に結合したスケルトン組織中にTiNが分散あるいは一部固溶した組織をもつようになるが、その平均粒径が1μmを超えると、超微粒TiCとTi₂AlNとの反応が阻害されるようになるばかりでなく、均一に絡み合ったスケルトン組織を形成することが困難になることから、その平均粒径を1μm以下と定めた。

B. 配合組成

(1) CBN

CBNは、ダイヤモンド^(C)次ぐ硬さ(ピツカース硬さで6000～7000Kg/mm²)を有し、かつダイ

ヤモンドより高温まで安定した性質をもつほか、鉄族金属に対して反応しにくい性質をもつものであり、したがってその配合量が20%未満では、所望の耐摩耗性を確保することができず、一方その配合量が80%を超えると、相対的にCBNの量が多くなり過ぎてスケルトン組織の形成が不十分となり、この結果靱性低下をもたらす。切削時にチップング摩耗を生じやすくなることから、その配合量を20~80%と定めた。

(2) TiC

TiCには、上記のように焼結助剤である Ti_2AlN と反応し、より耐熱特性にすぐれ、かつ活性化した超微粒TiCNを形成し、かつこれがスケルトン組織の一員を構成して焼結材料の靱性を向上させる作用があるが、その配合量が5%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方50%を超えた配合量になると、TiCが残留するようになり、安定した高温強度を得ることが困難になることから、その配合量を5~50%と定めた。また、この場合、その一部をTiNで置換すると耐熱特性が

一段と向上するようになるので、例えば切削用途として、高い発熱を伴う場合や熱衝撃の加わる場合などに必要に応じて配合されるが、その置換量がTiCに対する割合で5%未満では、所望の特性向上効果が得られず、一方同50%を超えると、超微粒TiCNの形成が減少し、強固な結合力をもつたスケルトン組織の形成が困難となることから、TiNの置換量は、TiCに対する割合で5~50%、すなわち、 $TiN/(TiC+TiN)=0.05\sim0.5$ としなければならない。

(3) Al_2O_3

Al_2O_3 には、上記の通り予備焼結時に、活性化した α -結晶構造に変態し、もつて活性化した超微粒TiCNと靱性に富んだスケルトン組織を形成する作用があるが、その配合量が10%未満では前記作用に所望の効果が得られず、一方70%を超えた配合量になると、相対的にCBNの配合量が少なくなりすぎて、所望のすぐれた耐摩耗性を確保することができなくなることから、その配合量を10~70%と定めた。

(4) Ti_2AlN

Ti_2AlN は、上記の通り予備焼結時に焼結助剤として働き、超微粒TiCと反応して超微粒TiCNを形成し、これと超微粒 Al_2O_3 との間で結合力の強固なスケルトン組織を形成するのに不可欠のものである。したがって、その配合量が5%未満では超微粒TiCNの形成が不十分で、所望の著しく靱性に富んだスケルトン組織を形成することができず、一方その配合量が20%を超えると、TiNやAlNが焼結材料中に残存するようになり、これらTiNやAlNは安定な化合物であるため、反応性に乏しく、強固な結合力をもつたスケルトン組織を形成するのに阻害成分として作用するようになることから、その配合量を5~20%と定めた。なお、この場合、 Ti_2AlN に代つて、TiN、AlN、 $TiAl$ 、あるいは $TiAl_3$ などを焼結助剤として用いても Ti_2AlN と同じ作用効果が得られるものではない。すなわち、TiNの場合、それ自体が安定な耐熱酸化物であるために、構成成分であるCBN、超微粒TiC、および超微粒 Al_2O_3 を結びつける反

応を生じさせることは不可能である。また、AlNも同様に蒸気圧が高く、安定な化合物であるため、反応性に乏しく、かつ予備焼結後の超高压焼結において、焼結阻害因子として作用するものである。さらに、 $TiAl$ や $TiAl_3$ は、予備焼結時に容易に分解するが、この場合相対的に過剰なAlが発生し、前記のAlNを形成するようになるものであり、したがって、金属Alも低融点で液相反応によりAlNを生じるようになるものであり、このように予備焼結時に、AlNを形成する $TiAl$ や $TiAl_3$ 、さらに金属Alを焼結助剤として用いるのは望ましくない。

C. 予備焼結条件

予備焼結は、各構成成分粒子の脱酸およびクリーニングなどの副次効果が考えられるが、主体は、超微粒TiCと Ti_2AlN とを反応させて活性に富んだ超微粒TiCNを生成させ、同時に活性化した超微粒 α - Al_2O_3 との間で、微細にしてマイクロボイドが少なく、かつ堅固に絡み合った、結合強度の高いスケルトン組織を形成することにあるが、これらの反応は、雰囲気の実空度を 10^{-2} torr以

下、望ましくは 10^{-4} torr 以下とした状態で、CBNが六方晶型に完全に逆変態してしまわない範囲内のできるだけ高い温度にして、完全に変態した α - Al_2O_3 が得られる温度、すなわち $1200 \sim 1400$ ℃に加熱することにより行なうことができるものであり、かつ反応保持時間も5～60分で十分である。

D. 超高压焼結条件

超高压焼結は、上記の予備焼結によつて得られたマイクロボイドが少く、初期密度の高い、高強度の予備焼結体を真密度にするために行なわれるものであり、したがつてCBNの安定な圧力および温度範囲で焼結する必要があり、その圧力-温度条件として、圧力： $40 \sim 70$ KB、温度： $1200 \sim 1500$ ℃を定めたものであり、また焼結時間についても、5分未満では焼結が不十分であり、一方60分を越えた焼結時間は不必要であることから、5～60分と定めたのである。

つきに、この発明の方法を実施例により具体的に説明する。

実施例

原料粉末として、平均粒径： $3 \mu m$ のCBN粉末、通常の化学蒸着法により形成された同 $0.08 \mu m$ を有する超微粒TiC粉末、機械的粉碎により調製された同 $0.6 \mu m$ のTiN粉末、無水塩化アルミニウムの高温加水分解により製造された同 $0.1 \mu m$ の超微粒 Al_2O_3 粉末、および機械的粉碎により調製された同 $0.9 \mu m$ の Ti_2AlN 粉末を用意し、これら原料粉末をそれぞれ第1表に示される配合組成に配合し、ボールミルにて混合した後、 3 ton/cm^2 の圧力で、直径： 10 mm ×厚さ： 1 mm の寸法をもつた円板状圧粉体にプレス成形し、ついで同じく第1表に示される条件で、前記圧粉体を予備焼結し、引続いて、この結果得られた予備焼結体を、同一寸法の炭化タングステン(WC)基超合金(Co： $12 \text{ 重量}\%$ 、WC：残り)製チップに重ね合わせた状態で超高压装置に装入し、同じく第1表に示される条件で超高压焼結を行なうことによつて本発明超高压焼結材料1～12をそれぞれ製造した。また、比較の目的で、上記の予備焼結を

種 別		配 合 組 成 (容 量 %)					予 備 焼 結 条 件			超 高 圧 焼 結 条 件			切 刃 の 逃 げ 面 摩 耗 幅 (mm)
		CBN	TiC	TiN	Ti ₂ AlN	Al ₂ O ₃	真 空 度 (torr)	温 度 (℃)	時 間 (分)	真 空 度 (torr)	温 度 (℃)	時 間 (分)	
本 発 明 超 高 圧 焼 結 材 料	1	20	30	—	10	40	10 ⁻³	1200	15	40	1200	15	0.17
	2	50	20	—	10	20		1300	30	55	1350	30	0.07
	3	80	5	—	5	10		1400	60	70	1500	60	0.15
	4	35	5	—	20	40	10 ⁻²	1250	20	50	1350	20	0.08
	5	35	50	—	5	10							0.06
	6	50	20	—	5	25	10 ⁻³	1300	30	55	1400	30	0.08
	7	50	20	—	20	10							0.07
	8	20	50	—	20	10	10 ⁻²	1250	20	40	1300	20	0.17
	9	20	5	—	5	70							0.20
	10	50	15	5	10	20	10 ⁻⁴	1350	45	55	1450	30	0.08
	11	50	15	10	10	15							0.09
	12	50	15	15	10	10							0.10

第1表の1

種 別	配 合 組 成 (容 量%)					予 備 焼 結 条 件			超 高 圧 焼 結 条 件			切刃のす くい面剥 離までの 時間 (分)
	CBN	TiC	TiN	Ti ₂ AlN	Al ₂ O ₃	真 空 度 (torr)	温 度 (℃)	時 間 (分)	真 空 度 (torr)	温 度 (℃)	時 間 (分)	
比 較 超 高 圧 焼 結 材 料	1	20	30	—	10	40			40	1200	15	4*
	2	50	20	—	10	20			55	1350	30	14
	3	80	5	—	5	10			70	1500	60	7
	4	35	5	—	20	40			50	1350	20	6
	5	35	50	—	5	10						8
	6	50	20	—	5	25			55	1400	30	10
	7	50	20	—	20	10						12
	8	20	50	—	20	10			40	1300	20	6*
	9	20	5	—	5	70						3*
	10	50	15	5	10	20						13
	11	50	15	10	10	15			55	1450	30	14
	12	50	15	15	10	10						15

(※印：ノーズ部にチップングの発生あり)

第 1 表 の 2

行なわない以外は、同一の条件で比較超高压焼結材料1～12を製造した。

ついで、この結果得られた本発明超高压焼結材料1～12および比較超高压焼結材料1～12から、切削チップを切出し、WC基超硬合金製ホルダにろう付けし、研磨仕上げした後、

被削材：SCM-415の浸炭焼入れ材（表面硬さ：HRC60±1、浸炭層深さ：0.7mm以上）、

切削速度：120m/min、

切り込み：0.3mm、

送り：0.2mm/rev、

切削時間：20min、

の条件で連続切削試験を行ない、切刃の逃げ面摩耗幅を測定した。この結果を第1表に示した。

第1表に示される結果から、高強度と高靱性が要求される表面部の硬さ勾配が急激な浸炭焼入れ材の切削に際して、本発明超高压焼結材料1～12は、いずれもすぐれた耐摩耗性を有し、かつさらに引抜いての切削が可能であるのに対して、予備焼結を行わず、生粉体をそのまま超高压焼結し

た比較超高压焼結材料1～12は、いずれも3～15分で切刃のすくい面に剥離現象が現われ、中にはノーズ部にチップングが発生したものもあり、短時間で使用壽命に至るものであつた。

上述のように、この発明のCBN基超高压焼結材料は、高強度および高靱性、並びに真密度を有するので、相対的に過大な切削抵抗が加わる高硬度鋼などの深切り込みや高送り切削、さらに表面部の硬さ勾配が急激な浸炭焼入れ鋼などの切削に切削工具として用いた場合にすぐれた耐摩耗性と安定した切削性能を示し、長期に亘る使用を可能とするものである。

出 願 人 三 菱 金 属 株 式 会 社

代 理 人 富 田 和 夫 外 1 名

手 続 補 正 冊 (自 発)

昭和 59 年 4 月 11 日

特許庁長官 若 杉 和 夫 殿

1. 事件の表示

特願昭 59 - 3 1 9 5 8 号

2. 発明の名称

切削工具用立方晶窒化硼素基超高压焼結材料の製造法

3. 補正をする者

事件との関係 特許出願人

住所 東京都千代田区大手町一丁目 5 番 2 号

氏名 (名称) (626) 三菱金属株式会社

代表者 永 野 健

4. 代理人

住所 東京都千代田区神田錦町一丁目 23 番地・

宗保第二ビル 8 階

〒 101 電話 (03) 233-1676・1677

氏名 弁理士 (7667) 富 田 和 夫 (ほか 1 名)

5. 拒絶理由通知の日付

自発

6. 補正の対象

明細書の発明の詳細な説明の欄

7. 補正の内容 別紙の通り

(1) 明細書、発明の詳細な説明の項、

(a) 第 17 頁の第 1 表の 1、

(b) 第 18 頁の第 1 表の 2、

上記表中における超高压焼結条件の欄

「真空度 (torr) 」とあるを、

「圧力 (K b) 」と訂正する。

以上